

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-342675

(43)Date of publication of application : 03.12.2003

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C22C 38/14

C22C 38/58

(21)Application number : 2003-070029

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 14.03.2003

(72)Inventor : KIYOSE AKITO
HIROKADO TARO
OHASHI WATARU
OTA MITSUHIKO

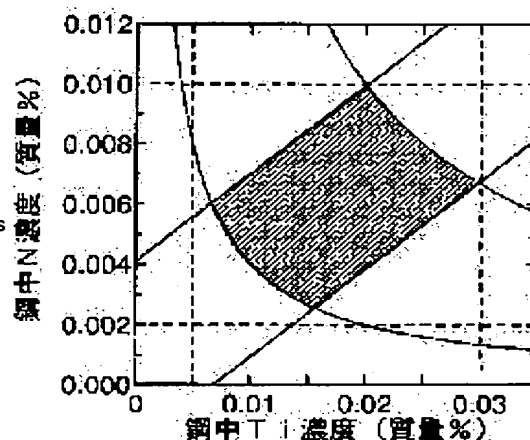
(30)Priority

Priority number : 2002076593 Priority date : 19.03.2002 Priority country : JP

(54) STEEL MATERIAL HAVING EXCELLENT TOUGHNESS AT BASE MATERIAL AND HEAT AFFECTED ZONE

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a steel material having good toughness at base material and a heat affected zone.

SOLUTION: The steel material contains C, Si, Mn, P and S in an appropriate range and contains 0.01-0.03% Ti, 0.003-0.010% N, 0.003-0.02% REM, and also TiN having an equivalent circular diameter of 5-100 nm are dispersed in the number of $\geq 2 \times 10^6/\text{mm}^2$, and further preferably, REM-containing inclusions having an equivalent circular diameter of 50-500 nm are dispersed in the number of $\geq 105/\text{mm}^2$. MTiN defined by the formula: $\text{MTiN} = [\% \text{Ti}] \times [\% \text{N}]$ is 4.0×10^{-5} to 2.0×10^{-4} and also DTiN defined by the formula: $\text{DTiN} = [\% \text{N}] - 0.292 \times [\% \text{Ti}]$ is -2.4×10^{-3} to 4.1×10^{-3} , wherein $[\% \text{N}]$ is N concentration in the steel expressed by mass% and $[\% \text{Ti}]$ is Ti concentration in the steel expressed by mass%.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 15.09.2005

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号
特開2003-342675
(P2003-342675A)

(43) 公開日 平成15年12月3日 (2003.12.3)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テラコード* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 B
38/14		38/14	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数 7 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号 特願2003-70029 (P2003-70029)
(22) 出願日 平成15年3月14日 (2003.3.14)
(31) 優先権主張番号 特願2002-76593 (P2002-76593)
(32) 優先日 平成14年3月19日 (2002.3.19)
(33) 優先権主張国 日本 (J P)

(71) 出願人 000006655
新日本製鐵株式会社
東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(72) 発明者 清瀬 明人
富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技
術開発本部内
(72) 発明者 廣角 太朗
室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式会社室
蘭製鐵所内
(74) 代理人 100105441
弁理士 田中 久喬 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 母材および溶接熱影響部の靱性に優れた鋼材

(57) 【要約】

【課題】 母材および溶接熱影響部の靱性が良好な鋼材を提案する。

【解決手段】 C、Si、Mn、P、Sを適正範囲とし、Ti:0.01~0.03%、N:0.003~0.010%、REM:0.003~0.02%を含有し、かつ、円相当径で5~100nmのTiNが 2×10^5 個/mm²以上分散させ、好ましくはさらに、円相当径で50~500nmのREM含有介在物を 10^5 個/mm²以上分散させる。また、下記(1)式で定義される $M_{Ti,N}$ が $4.0 \times 10^{-5} \sim 2.0 \times 10^{-4}$ であり、かつ下記(2)式で定義される $D_{Ti,N}$ が $-2.4 \times 10^{-3} \sim 4.1 \times 10^{-3}$ であることを特徴とする。

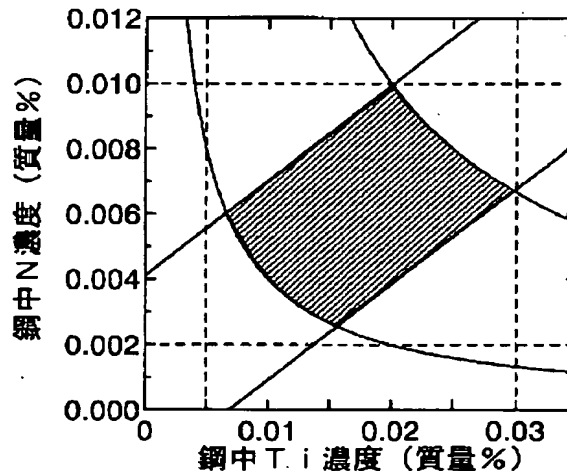
$$M_{Ti,N} = [\%Ti] \times [\%N]$$

・ ・ ・ (1)

$$D_{Ti,N} = [\%N] - 0.292 \times [\%Ti]$$

・ ・ ・ (2)

ここで、[%N]は質量%で表した鋼中のN濃度、[%Ti]は質量%で表した鋼中のTi濃度である。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 円相当径で5～100nmのTiNが 2×10^6 個/mm²以上分散していることを特徴とする母材および溶接熱影響部の靱性に優れた鋼材。

【請求項2】 円相当径で10～30nmのTiNが 10^6 個/mm²以上分散していることを特徴とする請求項1に記載の母材および溶接熱影響部の靱性に優れた鋼材。

【請求項3】 質量%で、
C: 0.01%～0.3%、
Si: 0.01～0.5%、
Mn: 0.3～3.0%、
P: 0.025%以下、

$$M_{TiN} = [\%Ti] \times [\%N]$$

$$D_{TiN} = [\%N] - 0.292 \times [\%Ti]$$

ここで、[%N]は質量%で表した鋼中のN濃度、[%Ti]は質量%で表した鋼中のTi濃度である。

【請求項5】 円相当径で50～500nmのREM含有介在物が 10^3 個/mm²以上分散していることを特徴とする請求項1～4いずれかに記載の母材および溶接熱影響部の靱性に優れた鋼材。

【請求項6】 鋼中のREM濃度が0.003～0.02質量%であることを特徴とする請求項1～5いずれかに記載の母材および溶接熱影響部の靱性に優れた鋼材。

【請求項7】 質量%で、さらに、

Cu: 1.5%以下、
Ni: 1.5%以下、
Mo: 1%以下、
Cr: 1%以下、
Nb: 0.05%以下、
V: 0.05%以下、
B: 0.002%以下、
Zr: 0.03%以下、
Ta: 0.05%以下、
Co: 0.05%以下、
W: 0.05%以下、
Ca: 0.005%以下、
Mg: 0.006%以下

の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1～6いずれかに記載の母材および溶接熱影響部の靱性の優れた鋼材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は母材および溶接熱影響部(Heat Affected Zone: 以降HAZと記載する)靱性の優れた鋼材に関するものである。本発明の鋼材は、良好な母材靱性および小入熱溶接から超大入熱溶接までの広範な溶接条件において良好なHAZ靱性を有するので、建築、橋梁、造船、ラインパイプ、建設機械、海洋構造物、タンクなどの各種溶接鋼

* S: 0.015%以下、

Al: 0.001～0.10%、

Ti: 0.005～0.03%、

O: 0.001～0.006%、

N: 0.002～0.010%

を含有し、残部がFeおよび不可避の不純物からなる化学成分を有することを特徴とする請求項1または2に記載の母材および溶接熱影響部の靱性に優れた鋼材。

【請求項4】 下記(1)式で定義される M_{TiN} が4.0 $\times 10^{-3}$ ～2.0 $\times 10^{-4}$ であり、かつ下記(2)式で定義される D_{TiN} が-2.4 $\times 10^{-3}$ ～4.1 $\times 10^{-3}$ であることを特徴とする請求項1～3いずれかに記載の母材および溶接熱影響部の靱性に優れた鋼材。

$$\dots (1)$$

$$\dots (2)$$

構造物に用いられる。

【0002】

【従来の技術】 一般に、溶接鋼構造物用鋼は、鋳片を加熱炉にて加熱し、粗圧延、仕上げ圧延を施されて製造される。このような鋼の靱性は最終の結晶粒径が小さいほど高くなる。最終の結晶粒径を細かくするためには、粗圧延前の加熱オーステナイト(γ)粒径を細かくすることが重要である。通常、粗圧延前には1200℃程度まで加熱されるため、1200℃程度でも消失しない析出物、例えば、TiNなどを鋼中に分散させることで加熱 γ 粒の成長を抑制することが行われる。

【0003】 一方、溶接熱影響部(HAZ)においては、溶融線に近づくほど溶接時の加熱温度は高くなり、特に溶融線近傍の1400℃以上に加熱される領域では上記TiNは鋼中に溶解し始める。入熱量が少ない場合は、溶融線近傍の1400℃以上に加熱される領域は実質的にはほとんどなく、TiNの消失はほとんどない。しかしながら、大入熱溶接の場合、TiNの個数密度が低いと、TiNが消失し、加熱 γ 粒が著しく粗大化してしまふ。そのため、冷却後のHAZ組織が粗大化して靱性が劣化する。

【0004】 このような問題点を解決する手段として、REM: 0.0010～0.0200%かつCa: 0.0010～0.0200%を含有し、かつ、鋼中に円相当径0.05 μ m以下のTiNを 1×10^3 個/mm²以上、円相当径0.03～0.20 μ mのTiNを 1×10^3 /mm²以上 1×10^3 /mm²未満分散させたことを特徴とした母材および溶接熱影響部靱性に優れた非調質高張力鋼材が知られている(例えば、特許文献1参照)。

【0005】 また、REM: 0.0010～0.0200%かつCa: 0.0010～0.0200%を含有し、かつ、重量%で、Ti酸化物: 90%以下、Ca酸化物およびREM酸化物の合計: 5～20%、Al₂O₃: 70%以下からなる介在物組成を有する酸化物系

介在物を200nm以上の円相当径を有するものの個数で 1×10^3 個/mm²以上 1×10^5 個/mm²未満分散させたことを特徴とした母材および溶接熱影響部靱性に優れた非調質高張力鋼材が知られている(例えば、特許文献2参照)。

【0006】

【特許文献1】特開2001-20031号公報

【特許文献2】特開2001-20033号公報

【0007】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、上記の特許文献1、及び特許文献2によって示される鋼も、母材の靱性を高めることができず、また、HAZ部においても十分な靱性を得ることは困難であった。さらに、溶接入熱量が20kJ/mm程度を超えるような大入熱溶接HAZにおいては十分な靱性を得ることはより困難であった。その原因は母材靱性、HAZ靱性のいずれに対してもピン止め粒子の個数密度が不足するからである。

【0008】本発明が解決しようとする課題は、良好な母材靱性、および、大入熱溶接においても、良好なHAZ靱性を有するよう十分な個数密度のピン止め粒子を鋼中に分散させた鋼材を提供することを目的とする。

【0009】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、母材靱性およびHAZ靱性の向上を狙いとして、加熱 γ 粒成長抑制、微細析出物の多量分散について鋭意研究し、新たな金属学的効果を知見して本発明に至った。

【0010】本発明の要旨は、以下の通りである。 *

$$M_{TiN} = [\%Ti] \times [\%N] \quad \cdot \cdot \cdot (1)$$

$$D_{TiN} = [\%N] - 0.292 \times [\%Ti] \quad \cdot \cdot \cdot (2)$$

ここで、[%N]は質量%で表した鋼中のN濃度、[%Ti]は質量%で表した鋼中のTi濃度である。

【0015】(5) 円相当径で50~500nmのREM含有介在物が 10^3 個/mm²以上分散していることを特徴とする(1)~(4)いずれかに記載の母材および溶接熱影響部の靱性に優れた鋼材。

【0016】(6) 鋼中のREM濃度が0.003~0.02質量%であることを特徴とする(1)~(5)いずれかに記載の母材および溶接熱影響部の靱性に優れた鋼材。

【0017】(7) 質量%で、さらに、

Cu:1.5%以下、

Ni:1.5%以下、

Mo:1%以下、

Cr:1%以下、

Nb:0.05%以下、

V:0.05%以下、

B:0.002%以下、

Zr:0.03%以下、

Ta:0.05%以下、

Co:0.05%以下、

*【0011】(1) 円相当径で5~100nmのTiNが 2×10^6 個/mm²以上分散していることを特徴とする母材および溶接熱影響部の靱性に優れた鋼材。

【0012】(2) 円相当径で10~30nmのTiNが 10^6 個/mm²以上分散していることを特徴とする(1)に記載の母材および溶接熱影響部の靱性に優れた鋼材。

【0013】(3) 質量%で、

C:0.01%~0.3%、

Si:0.01~0.5%、

Mn:0.3~3.0%、

P:0.025%以下、

S:0.015%以下、

Al:0.001~0.10%、

Ti:0.005~0.03%、

O:0.001~0.006%、

N:0.002~0.010%

を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる化学成分を有することを特徴とする請求項1または2に記載の母材および溶接熱影響部の靱性に優れた鋼材。

【0014】(4) 下記(1)式で定義される M_{TiN} が $4.0 \times 10^{-3} \sim 2.0 \times 10^{-4}$ であり、かつ下記(2)式で定義される D_{TiN} が $-2.4 \times 10^{-3} \sim 4.1 \times 10^{-3}$ であることを特徴とする(1)~(3)いずれかに記載の母材および溶接熱影響部の靱性に優れた鋼材。

W:0.05%以下、

Ca:0.005%以下、

Mg:0.006%以下

の1種または2種以上を含有することを特徴とする

(1)~(6)いずれかに記載の母材および溶接熱影響部の靱性に優れた鋼材。

【0018】

【発明の実施の形態】鋼材の靱性を向上させるためには、鋼材の結晶粒径を微細にすることが重要である。そのためには、圧延の出発組織である粗圧延前の加熱 γ 粒を微細にすることが重要である。粗圧延前には、通常1200℃程度に加熱されるため、この温度でも消失しない微細粒子を鋼中に分散させることで加熱 γ 粒の成長を抑制することができる。円相当径5~100nmのTiNは素材が1200℃程度に加熱される時の γ 粒の成長を抑制し、加熱後の組織微細化に寄与する。また、溶接入熱量が比較的少ない場合のHAZでは、溶融線近傍の1400℃以上に加熱されている領域が実質的にほとんどなく、TiNはほとんど消失しないため、HAZの γ 組織微細化にも寄与する。しかし、個数が 2×10^6 個/mm²未満では、加熱後の組織微細化が不十分であ

る。通常TEMで観察される粒子の最小径は5nm程度であり、100nmを越えるTiNは5~100nmのTiNに比べて、その数が極端に少なく、 γ 粒の微細化にはほとんど寄与しない。したがって、円相当径5~100nmのTiNの個数は 2×10^6 個/mm²以上とすることで、良好な母材およびHAZの韌性に優れた鋼材が得られる。

【0019】ここで、母材とは溶接を施す前の鋼材を意味しており、この母材は溶接施工した際のHAZ部の韌性が良好な性質を有するものである。

【0020】また、鋼中のTiNの粒径には分布があるため、ピン止め効果のより大きい粒径範囲のTiNを活用すると効率的である。そこで、粒径ごとのピン止め力を評価した結果、円相当径で5~100nmの個数密度を上記の通り満足させながら、円相当径で10~30nmのTiNの個数密度を 10^6 個/mm²以上とすることで、ピン止め効果がより大きくなることから、より良好な母材およびHAZの韌性が得られることが判明した。また、ピン止め効果のより大きい円相当径10~30nmのTiNの個数密度が 10^6 個/mm²未満の場合、加熱 γ 粒がやや粗大化しやすく、母材およびHAZ韌性がやや低下する。したがって、円相当径で10~30nmのTiNの個数密度を 10^6 個/mm²以上とするのが好ましい。

【0021】以下に、各々の化学成分の限定理由について説明する。

【0022】Cの下限である0.01質量%は、母材および溶接部の強度、韌性を確保するための最小量である。しかし、Cが多すぎると母材およびHAZの韌性を低下させるとともに溶接性を劣化させるため、その上限を0.3質量%とする。Siは脱酸のために鋼に含有され、母材の強度確保に有効である。よって、下限を0.01質量%とする。しかし、多すぎると溶接性およびHAZ韌性が劣化するため、上限を0.5質量%とする。良好なHAZ韌性を得るためにはSiを0.3質量%以下にするのが望ましい。

【0023】Mnは母材および溶接部の強度、韌性の確保に不可欠であり、下限を0.3質量%とする。しかし、Mnが多すぎるとHAZ韌性を劣化させたり、スラブの中心偏析を助長し、溶接性を劣化させるため上限を3.0質量%とする。

【0024】Pは本発明鋼において不純物元素であり、0.025質量%以下とする。Pの低減はスラブ中心偏析の軽減を通じて母材およびHAZの機械的性質を改善し、さらには、HAZの粒界破壊を抑制する。Pは不純物元素のため下限は特に規定するものではない。

【0025】Sは、多すぎると中心偏析を助長したり、延伸したMnSが多量に生成したりするため、母材およびHAZの機械的性質が劣化する。したがって、上限を0.015質量%とする。Sは上記の通り少ないほど好

ましいため下限は特に規定するものではない。

【0026】Alは、脱酸のために鋼に添加される。Alを0.10質量%を超えて添加すると、介在物がアルミナとなりクラスターを形成し粗大化する。そのため、韌性が劣化する。また、0.001質量%未満の場合、溶鋼中の酸素濃度がやや高くなりすぎ、韌性を劣化させる粗大な介在物が増加し易くなる。したがって、Alは0.001質量%以上0.1質量%以下とする。

【0027】Tiは、ピン止め粒子として有効なTiNを生成するために重要な元素である。母材及びHAZの韌性を確保するためには、0.005質量%以上が好ましい。一方、Ti濃度が0.03質量%超の場合、生成するTiNが粗大化し、ピン止めに有効な10~50nmのTiNを十分な個数生成させることができない。さらに粗大なTiNは母材の韌性が低下する原因となる。したがって、Tiは0.01質量%以上0.03質量%以下が好ましい。

【0028】Nは、ピン止め粒子として有効なTiNを生成するために重要な元素である。母材及びHAZの韌性を確保するためには、0.002質量%以上が好ましい。一方、0.010質量%を超える場合、固溶Nが過剰となり、粗大なTiNが生成するため、母材およびHAZ韌性が低下する。したがって、N濃度は0.002~0.010質量%の範囲が好ましい。

【0029】鋼中のTi濃度とN濃度の好ましい範囲は図1の境界線上を含む網掛け部である。

【0030】Oは、ピン止め粒子であるREM含有介在物を構成する元素の一つである。Oが0.001質量%未満の場合、酸化物の個数が不足し、HAZ韌性が劣化する。一方、Oが0.006質量%を超える場合、鋼の清浄度が低下して機械的性質が劣化する。

【0031】また、残部のFeおよび不可避の不純物からなる化学成分とは、特に規定するものではないが、通常はCu、Ni、Cr、H等の微量成分が混入している。

【0032】次に、本発明者らはTiNを効果的に多数均一分散するため、種々のTi及びN濃度に調整した溶鋼を铸造し、鋼材中のTiNの存在形態を調査した。その結果、TiNの径及び個数密度は、下記(1)式で定義される M_{TiN} 、すなわち鋼中Ti濃度とN濃度の積の値に依存し、質量%で表した濃度の積 M_{TiN} が $4.0 \times 10^{-3} \sim 2.0 \times 10^{-4}$ である場合、最も多数のTiNが均一微細分散し、得られた鋼材を圧延加工した際、母材韌性が非常に優れた鋼となる結果を得た。 M_{TiN} が 4.0×10^{-3} 未満の場合、TiNの析出駆動力が小さくなりやすく、析出する個数がやや減少する。一方、 M_{TiN} が 2.0×10^{-4} 超の場合、TiNの成長速度が大きくなりやすく、析出物がやや粗大になる。したがって、 M_{TiN} の範囲は $4.0 \times 10^{-3} \sim 2.0 \times 10^{-4}$ が好ましい。

【0033】

$$M_{Ti,N} = [\%Ti] \times [\%N]$$

しかし、同時に鋼中TiとNの原子数の比も重要であり、鋼中TiとNの原子数の比がTi窒化物の構成比である1:1から大きく逸脱すると、材質の劣化を生じやすくなる。具体的には、鋼中Ti濃度がNに対する当量を大きく越える場合、すなわち下記(2)式で定義される $D_{Ti,N}$ が 2.4×10^{-3} 未満であると、固溶Tiが増加し、Ti炭化物を生成してHAZ靱性を劣化させやす*

$$D_{Ti,N} = [\%N] - 0.292 \times [\%Ti] \quad \cdot \cdot \cdot (2)$$

ここで、 $[\%N]$ は質量%で表した鋼中のN濃度、 $[\%Ti]$ は質量%で表した鋼中のTi濃度である。

【0035】鋼中のTi濃度とN濃度のさらに好ましい範囲は図2の境界線を含む網掛け部である。

【0036】さらに、HAZにおいては溶融線に近づくほど溶接時の加熱温度は高くなり、特に溶融線近傍の1400℃以上に加熱される領域では上記TiNは鋼中に溶解し始め、溶接入熱量が多い場合には、TiN個数密度が不足していると、ピン止め粒子が消失するため、加熱 γ 粒が著しく粗大化してしまう。そのため、冷却後のHAZ組織が粗大化して靱性が劣化しやすくなる。そこで、大入熱HAZにおいても良好な靱性を得るためには、1400℃に加熱されても消失しない微細粒子をピン止め粒子として多量に分散させることが重要である。そのような粒子として、円相当径が50～500nmでREMを含有する介在物を鋼中に 10^3 個/mm²以上分散させることが有効であることを見出した。この粒子は1400℃においても鋼中で安定に存在し、 γ 粒の成長を抑制するピン止め粒子として有効に作用するため、より好ましい。また、REMを含有する介在物は溶鋼中で生成するため、固体鉄中で析出するTiNに比べてやや粒径が大きいくことから、50nm未満の介在物は極めて少なく、50nm未満のREMを含有する介在物は加熱 γ 粒の微細化には実質的に寄与しない。一方、500nmを越えるREM含有介在物は靱性を劣化させる原因となるのでできるだけ少ない方が好ましい。さらに、加熱 γ 粒微細化に有効な50～500nmのREMを含有する介在物個数が 10^3 個/mm²未満の場合は、大入熱溶接時の加熱 γ 粒がやや粗大である。したがって、50～500nmのREMを含有する介在物個数は 10^3 個/mm²以上が好ましい。

【0037】ここで、REMはCe、La、Ndなどのいわゆるランタノイドであり、いずれを用いても、また、2種以上が複合する場合においても同等の効果を有する。また、REM含有介在物は、酸化物、硫化物、酸硫化物のいずれでもよい。

【0038】本発明で規定した微細粒子の分散状態は、例えば、以下のような方法で定量的に測定される。

【0039】例えば、5～100nmのTiNの分散状態は、母材鋼材の任意の場所から抽出レプリカ試料を作

$$\cdot \cdot \cdot (1)$$

* くなる。よって $D_{Ti,N}$ の下限は -2.4×10^{-3} が好ましい。一方、鋼中N濃度が当量を大きく越える場合、すなわち $D_{Ti,N}$ が 4.1×10^{-3} を超えると、固溶Nが増大し、母材及びHAZ靱性を劣化させやすくなる。よって $D_{Ti,N}$ の上限は 4.1×10^{-3} が好ましい。

【0034】

製し、これを透過電子顕微鏡(TEM)を用いて10000～1000000倍の倍率で少なくとも1000 μ m²以上の面積にわたって観察し、対象となる大きさの析出物の個数を測定し、単位面積当たりの個数に換算する。このとき、TiNの同定は、TEMに付属のエネルギー分散型X線分光法(EDX)による組成分析と、TEMによる電子線回折像の結晶構造解析によって行われる。

【0040】一方、このような同定を測定するすべての析出物に対して行うことが煩雑な場合、簡易的に次の手順を用いても良い。まず、対象となる大きさの析出物の個数を上記の要領で測定する。次に、このような方法で個数を測定した析出物のうち少なくとも10個程度以上について上記の要領で同定を行い、TiNが存在している割合を算出する。そして、はじめに測定された析出物の個数にこの割合を掛け合わせる。鋼中の炭化物が上記のTEM観察を邪魔する場合、500℃以下の熱処理によって炭化物を凝集・粗大化させ、対象となる複合析出物の観察を容易にすることができる。

【0041】また、10～30nmのTiNや、50～500nmのREM含有介在物の分布状態についても、同様の方法で定量的に測定される。

【0042】鋼中に円相当径が50～500nmでREMを含有する介在物を鋼中に 10^3 個/mm²以上分散させるためには、REM濃度を適当な範囲に調整することが重要である。REM濃度が0.003質量%未満の場合、鋼中のREM含有介在物の個数密度が少なすぎ、加熱 γ 粒が粗大化し、靱性が劣化する。一方、REM濃度が0.02質量%超の場合、REM含有介在物が粗大化し、ピン止めに有効な50～500nmの粒径のものが減少し、1 μ m超の靱性を劣化させる粗大なREM含有介在物が増加する。したがって、鋼中のREM濃度は質量%で0.003%～0.02%の範囲が好ましい。

【0043】続いて、Cu、Ni、Mo、Cr、Nb、V、B、Zr、Ta、Co、W、Ca、Mgの1種または2種以上を選択成分として添加することが好ましい理由について説明する。

【0044】Cu、Niは溶接性およびHAZ靱性に悪影響を及ぼすことなく母材の強度、靱性を向上させる。しかし、1.5質量%を超えると溶接性およびHAZ靱

性が劣化するため、いずれも1.5質量%以下が好ましい。また、これら成分を選択成分として添加する場合に、下限は特に規定するものではないが、0質量%は含まない（以下の選択成分についても同様である。）。

【0045】Mo、Crは母材の強度、靱性を向上させる。しかし、1質量%を超えると母材の靱性、溶接性およびHAZ靱性が劣化するため、いずれも1.0質量%以下が好ましい。また、下限は特に規定するものではないが、0質量%は含まない。

【0046】Nbは母材組織の微細化に有効な元素であり、母材の機械的性質を控除させる。しかし、0.05質量%を超えるとHAZ靱性が劣化するため、0.05質量%以下が好ましい。また、下限は特に規定するものではないが、0質量%は含まない。

【0047】Vは母材の靱性を向上させる。しかし0.05質量%を超えると溶接性およびHAZ靱性が劣化するため、0.05質量%以下が好ましい。また、下限は特に規定するものではないが、0質量%は含まない。

【0048】Bは焼き入れ性を高めて母材やHAZの機械的性質を向上させる。しかし、0.002質量%を超えて添加するとHAZ靱性や溶接性が劣化するため、0.002質量%以下が好ましい。また、下限は特に規定するものではないが、0質量%は含まない。

【0049】Zrは、Mnに優先して高温で硫化物を形成し、熱間圧延時に硫化物が延伸化されることを軽減し、製品の母材やHAZの機械的性質の向上に有効である。但し0.03質量%を超えるとHAZ靱性が劣化するため、上限は0.03質量%が好ましい。また、下限は特に規定するものではないが、0質量%は含まない。

Ta、Co、Wは母材の強度、靱性を向上させる。しかし、0.05質量%を超えると母材の靱性、溶接性およびHAZ靱性が劣化するため、0.05質量%以下が好ましい。また、下限は特に規定するものではないが、0質量%は含まない。

【0050】Caは、Mnに優先して高温で硫化物を形成し、熱間圧延時に硫化物が延伸化されることを軽減し、製品の母材やHAZの機械的性質の向上に有効である。しかし、0.005質量%を超えると粗大な介在物が増加し鋼の機械的性質を劣化させるため、0.005質量%以下が好ましい。また、下限は特に規定するものではないが、0質量%は含まない。

【0051】Mgは、Mnに優先して高温で硫化物を形成し、熱間圧延時に硫化物が延伸化されることを軽減し、製品の母材やHAZの機械的性質の向上に有効である。しかし、0.006質量%を超えると粗大な介在物が増加し鋼の機械的性質を劣化させるため、0.006質量%以下が好ましい。また、下限は特に規定するものではないが、0質量%は含まない。

【0052】また、本発明鋼の製造方法は、鉄鋼業の製鋼工程において、本願発明の範囲内の所定の化学成分に

調整し、連続鋳造を行い、鋳片を再加熱した後に厚板圧延によって形状と母材材質を付与することで製造される。REM含有介在物個数を上記した範囲に調整するためには、Ce、La等のREMを10質量%以上含有する合金、例えば、ミッシュメタル、Fe-Si-REM合金を添加すればよい。さらに、必要に応じ、鋼材に各種の熱処理を施して母材の材質を制御することも行われる。鋳片を再加熱することなく、ホットチャージ圧延することも可能である。

【0053】本発明が適用される鋼材の素材である鋳片は厚みに関係なく同等の効果を有する。

【0054】

【実施例】表1に示す組成の厚鋼材を試作した。試作鋼は転炉で吹錬し、真空精錬装置であるRHで脱水素、脱酸、合金添加をした後、連続鋳造した。鋳片の厚みは240mmである。鋼中のTiNの量は、主として鋼中のTi濃度、N濃度を変化させ、また、REM含有介在物の個数は主として鋼中のREM濃度を変化させることで調整した。REM濃度の調整に用いたREM合金はREM含有量が30質量%程度のミッシュメタルあるいはFe-Si-REM合金であり、これらの合金の効果は同等であった。

【0055】表1には、介在物の分散状態を併示した。表2に鋼材の製造条件、機械的性質、溶接条件および溶接部の靱性を示す。

【0056】表1のTiNおよびREM含有介在物の個数の測定は、鋼材の板厚1/4厚部から抽出レプリカ試料を作製し、これを、30000倍の倍率で2000 μ m²の面積に渡ってTEM観察することでおこなった。個数を測定した粒子の内、30個についてEDXで組成分析を行い、TiNあるいはREM含有介在物の存在割合を求めた。

【0057】本発明鋼は、母材および溶接部入熱量が10～100kJ/mmのエレクトロガス溶接部あるいはエレクトロスラグ溶接部の溶融線において従来にない良好な靱性を有する。

【0058】本発明鋼は、Ti、N、REMの量を厳密に制御し、 γ 粒成長抑制に有効なTiNとREM含有介在物の分散状態を有することで良好な母材靱性および大入熱溶接においても良好なHAZ靱性を達成している。

【0059】一方、比較鋼は化学成分やTiNやREM含有介在物の分散状態が適正でないため、母材およびHAZの機械的性質が劣っている。

【0060】鋼12は、鋼中のN濃度が低すぎ、5～100nmのTiNの個数密度が小さいため、母材およびHAZの靱性が低い。

【0061】鋼13は、 M_{TiN} の値が大きすぎ、5～100nmのTiNの個数密度が小さく、粗大なTiNも多数析出するため、母材およびHAZの靱性が低い。

【0062】鋼14は、 D_{TiN} の値が低すぎ、5～1

00nmのTiNの個数密度が小さいため、母材の靱性が低い。

【0063】銅15は、 D_{TiN} の値が大きすぎ、5~100nmのTiNの個数密度が小さく、さらに、粗大なTiNが多数析出するため、母材およびHAZの靱性が低い。

【0064】銅16は、N濃度が低すぎ、5~100nmのTiNの個数密度が小さいに加えて、REM濃度も低すぎ、50~500nmのREM含有介在物の個数が少ないため、母材およびHAZの靱性が低い。

【0065】銅17は、N濃度が低すぎ、5~100nmのTiNの個数密度が小さいに加えて、REM濃度が高すぎ、粗大なREM含有介在物の個数が多いことと、50~500nmのREM含有介在物の個数が少ないことのため、HAZの靱性が低い。

【0066】

【表1】

区分	化学成分(質量%)											D _{TiN} ×10 ⁻³	M _{TiN} ×10 ⁻¹	5~100nmの TiNの個数 個/mm ²	10~30nmの TiNの個数 個/mm ²	50~500nmのREM 含有介在物の個数 個/mm ²	
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	REM	O	N	その他の元素						
銅 本 発 明 銅	1	0.15	0.20	1.50	0.008	0.003	0.020	0.015	0.0100	0.0020	0.0050	7.50	0.62	3.0×10 ⁶	2.4×10 ⁵	3.0×10 ⁵	
	2	0.14	0.22	1.40	0.010	0.005	0.020	0.020	0.0080	0.0025	0.0060	Nb:0.015, Zr:0.005	12.00	0.16	2.5×10 ⁶	2.0×10 ⁵	2.4×10 ⁵
	3	0.15	0.20	1.35	0.008	0.003	0.020	0.016	0.0030	0.0030	0.0040	Ta:0.005, W:0.002	8.40	-0.87	3.1×10 ⁶	2.5×10 ⁵	1.5×10 ⁵
	4	0.16	0.23	1.50	0.008	0.003	0.020	0.020	0.0150	0.0024	0.0050	Cu:1.0, Nb:0.5	10.00	-0.84	3.5×10 ⁶	3.0×10 ⁵	3.5×10 ⁵
	5	0.15	0.18	0.90	0.008	0.003	0.020	0.016	0.0100	0.0025	0.0080	Nb:0.015, Cr:0.0008	12.80	3.33	6.0×10 ⁶	5.0×10 ⁵	3.0×10 ⁵
	6	0.15	0.16	1.50	0.008	0.003	0.020	0.012	0.0090	0.0030	0.0050	Ni:0.03, V:0.02	6.00	1.50	4.0×10 ⁶	3.0×10 ⁵	2.8×10 ⁵
	7	0.16	0.25	1.50	0.008	0.003	0.020	0.015	0.0180	0.0015	0.0045	Cr:0.3, Mo:0.2, Mg:0.002	6.75	0.12	3.0×10 ⁶	2.3×10 ⁵	5.0×10 ⁴
	8	0.12	0.20	1.35	0.008	0.003	0.020	0.015	0.0070	0.0025	0.0090	Nb:0.01, B:0.001	9.00	1.62	5.0×10 ⁶	4.0×10 ⁵	2.5×10 ⁵
	9	0.15	0.20	1.50	0.008	0.003	0.020	0.014	0.0050	0.0030	0.0070	Ni:1.0, Cr:0.2, Nb:0.02	9.80	2.91	5.0×10 ⁶	3.5×10 ⁵	1.8×10 ⁵
	10	0.15	0.20	1.50	0.008	0.003	0.020	0.018	0.0100	0.0035	0.0050	Nb:0.02, V:0.02, Bi:0.002	8.00	0.33	2.5×10 ⁶	2.0×10 ⁵	2.8×10 ⁵
	11	0.15	0.20	1.50	0.008	0.003	0.020	0.018	0.0080	0.0025	0.0050	Nb:0.02, V:0.02, Cr:0.003	9.00	-0.26	2.0×10 ⁶	1.5×10 ⁵	3.0×10 ⁵
	12	0.15	0.20	1.50	0.008	0.003	0.020	0.016	0.0100	0.0020	0.0019	Cu:0.3, Mo:0.5	3.04	-2.77	0.8×10 ⁶	0.3×10 ⁵	3.0×10 ⁵
	13	0.16	0.20	1.45	0.009	0.007	0.005	0.025	0.0110	0.0020	0.0110		27.50	3.70	1.5×10 ⁶	0.9×10 ⁵	3.1×10 ⁵
	14	0.15	0.20	1.30	0.010	0.010	0.015	0.035	0.0090	0.0025	0.0050	Nb:0.01	17.50	-5.22	0.5×10 ⁶	0.2×10 ⁵	2.8×10 ⁵
	15	0.15	0.20	1.50	0.015	0.012	0.030	0.004	0.0100	0.0030	0.0090	Cu:0.8, Ni:0.5, Nb:0.02	3.80	7.83	1.8×10 ⁶	0.8×10 ⁵	3.0×10 ⁵
	16	0.16	0.21	0.90	0.008	0.003	0.025	0.015	0.0020	0.0025	0.0018	Nb:0.02, V:0.02	2.70	-2.58	0.8×10 ⁶	0.5×10 ⁵	0.8×10 ⁵
	17	0.16	0.25	1.50	0.010	0.004	0.020	0.020	0.0350	0.0026	0.0018	Cr:0.2, Mo:0.2	3.50	-4.04	0.8×10 ⁶	0.5×10 ⁵	0.9×10 ⁵

【0067】

【表2】

区分	鋼	スラブ加熱温度 (°C)	板厚 (mm)	圧延後 冷却	熱処理 ¹⁾	母材材質 ²⁾			HAZ特性 ³⁾			
						YS (MPa)	TS (MPa)	vTrs (°C)	溶接法	入熱量 (kJ/mm)	vE(-20°C) (J/cm ²)	vE(-40°C) (J/cm ²)
本 発 明 鋼	1	1200	20	空冷	-	440	550	-100	エレクトロスラグ	10	230	130
	2	1250	30	空冷	-	450	580	-80	エレクトロスラグ	35	190	90
	3	1150	25	空冷	-	440	540	-80	エレクトロスラグ	25	200	100
	4	1200	50	加速冷却	-	480	620	-60	エレクトロガス	30	170	80
	5	1220	40	加速冷却	-	480	590	-50	エレクトロスラグ	50	140	80
	6	1150	40	加速冷却	-	410	520	-80	エレクトロガス	35	200	110
	7	1250	80	空冷	910°CQ、600°CCT	550	850	-40	エレクトロスラグ	100	100	60
	8	1200	50	212	910°CQ、550°CCT	450	550	-60	エレクトロスラグ	70	120	70
	9	1190	45	212	-	480	650	-80	エレクトロスラグ	90	150	90
	10	1180	40	213	-	510	660	-50	エレクトロスラグ	80	130	90
	11	1220	40	加速冷却	-	510	660	-50	エレクトロスラグ	50	130	90
比 較 鋼	12	1250	55	空冷	910°CQ、580°CCT	420	530	-10	エレクトロスラグ	80	80	40
	13	1200	20	空冷	-	430	560	0	エレクトロスラグ	20	60	30
	14	1150	30	空冷	-	450	570	-10	エレクトロスラグ	35	70	30
	15	1200	25	空冷	-	410	500	-10	エレクトロスラグ	25	60	25
	16	1200	40	加速冷却	-	470	600	10	エレクトロガス	30	40	10
	17	1200	80	空冷	910°CQ、600°CCT	560	660	0	エレクトロスラグ	100	40	10

1) Q:再加熱焼入れ、T:焼き戻し

2) 母材1/2t部、C方向の材質

YS:降伏強度

TS:引張強度

vTrs:破面遷移温度

3) vE:3本のシャルピー吸収エネルギーの平均値(2mmVノッチの位置は溶融線から1mm離れたHAZ)

【0068】

【発明の効果】本発明により、母材およびHAZ部の特性が良好な鋼材の製造が可能となり、各種の溶接構造物の安全性が格段に向上できる。

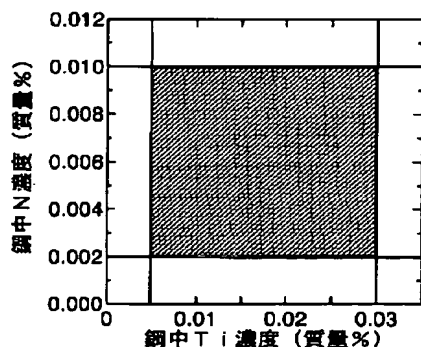
【図面の簡単な説明】

20*【図1】母材及び溶接熱影響部の特性を良好にする鋼中のTi濃度とN濃度の関係を示す図である。

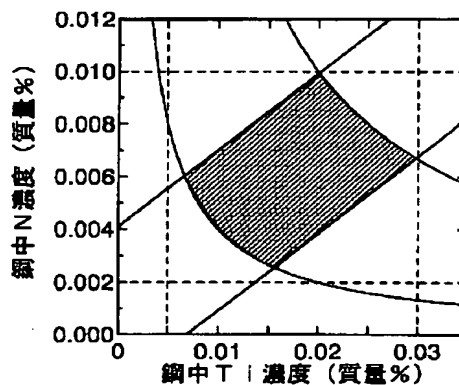
【図2】母材及び溶接熱影響部の特性をさらに良好にする鋼中のTi濃度とN濃度の関係を示す図である。

*

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 大橋 渡
富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技
術開発本部内

(72)発明者 太田 光彦
富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技
術開発本部内